

19 BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENT- UND
MARKENAMT

12 Patentschrift
10 DE 44 36 670 C 2

51 Int. Cl. 7:
C 22 C 19/05
C 22 C 1/08
C 22 F 1/10

21 Aktenzeichen: P 44 36 670.1-24
22 Anmeldetag: 13. 10. 1994
43 Offenlegungstag: 4. 5. 1995
45 Veröffentlichungstag
der Patenterteilung: 21. 11. 2002

Innerhalb von 3 Monaten nach Veröffentlichung der Erteilung kann Einspruch erhoben werden

30 Unionspriorität:

144978 27. 10. 1993 US

73 Patentinhaber:

United Technologies Corp. Pratt & Whitney Turbine
Engine Division, (n.d.Ges.d.Staates Delaware), East
Hartford, Conn., US

74 Vertreter:

Viering, H., Dipl.-Ing.; Jentschura, R., Dipl.-Ing.;
Schlee, A., Dipl.-Ing., 80538 München; Nobbe, M.,
Dipl.-Chem. Dr.rer.nat., 46047 Oberhausen; Bogsch,
A., Dipl.-Elektroing., Pat.-Anwälte; Festl-Wietek, W.,
Dr., Rechtsanwalt, 80538 München

72 Erfinder:

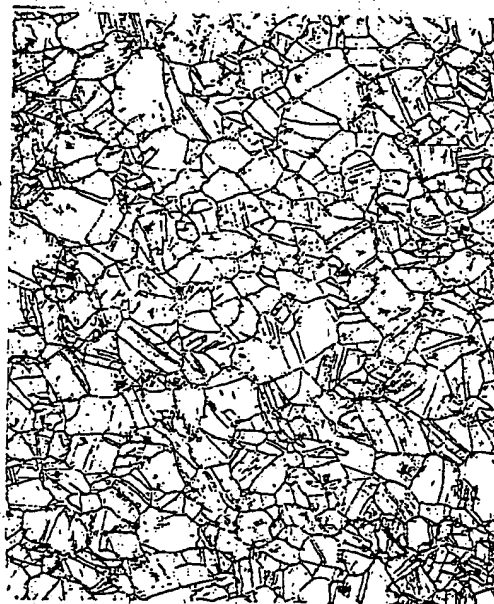
Brown, Edgar E., South Windsor, Conn., US;
Schirra, John J., Guilford, Conn., US; Viens, Daniel
V., Coventry, Conn., US

59 Für die Beurteilung der Patentfähigkeit in Betracht
gezogene Druckschriften:

DE-AS 12 50 642
Metall, 38. Jahrgang, Heft 6, S. 740-747;
Volk, "Nickel und Nickellegierungen" Springer-
Verlag Berlin Heidelberg New York 1970,
S.7,247,248;

54 Gegenstände aus Superlegierungen auf Nickelbasis mit verbesserter Zerspanbarkeit sowie Verfahren zur
Herstellung eines spanend bearbeiteten Werkstücks aus einer derartigen Superlegierung

57 Gegenstände, die sich durch eine gute Zerspanbarkeit
auszeichnen, erhältlich durch ein Verfahren, das dadurch
gekennzeichnet ist, dass bei dem Verfahren
ein Gußstück, das aus
0,0057 bis 0,015 Gew.-% Kohlenstoff,
0 bis 0,015 Gew.-% Phosphor,
0 bis 0,015 Gew.-% Schwefel,
17 bis 21 Gew.-% Chrom,
50 bis 55 Gew.-% Nickel,
2,8 bis 3,3 Gew.-% Molybdän,
4,4 bis 5,5 Gew.-% Niob und Tantal kombiniert,
0,3 bis 0,8 Gew.-% Aluminium,
0,65 bis 1,15 Gew.-% Titan,
0 bis 0,006 Gew.-% Bor,
0 bis 0,35 Gew.-% Mangan,
0 bis 1 Gew.-% Kobalt,
0 bis 0,35 Gew.-% Silizium,
0 bis 0,3 Gew.-% Kupfer,
0 bis 0,1 Gew.-% Zirkonium und
dem Rest Eisen besteht,
eine Stunde bei $955 \pm 14^\circ\text{C}$ gegläht wird,
danach in einer zweiten Stufe bei $732 \pm 14^\circ\text{C}$ für 8 Stunden
geglaht wird,
danach mit einer Rate von 56°C pro Stunde auf 663°C ab-
gekühlt wird,
danach für 8 Stunden bei 663°C gehalten wird, und
dann an Luft abgekühlt wird.



DE 44 36 670 C 2

DE 44 36 670 C 2

- [0001] Die Erfindung betrifft insgesamt die verbesserte spanende Bearbeitung von Gegenständen aus Superlegierungen auf Nickelbasis. Insbesondere betrifft die Erfindung die Verbesserung der Bearbeitbarkeitseigenschaften der Superlegierung durch Steuern von deren Zusammensetzung.
- [0002] Superlegierungen auf Nickelbasis spielen eine wichtige Rolle bei der Erfüllung der Anforderungen bei hoher Temperatur und hohen Spannungen für Komponenten, die in modernen Gasturbinen und Strahlmaschinen verwendet werden. Im allgemeinen wird das Gebiet hoher Temperatur- und Spannungsanforderungen als erreicht angesehen können, wenn die Komponente Temperaturen von wenigstens 538°C (1000°F) und Spannungen von wenigstens 553 MPa (80 KSI) ausgesetzt ist. Wenngleich diese Superlegierungen auf Nickelbasis solchen relativ hohen Temperaturen und Spannungen widerstehen können, so daß sie für solche Anwendungen ideal sind, sind sie schwierig spanend zu bearbeiten, weil die Superlegierungen nahezu genau so hart wie die Werkzeuge sind, die gewöhnlich zu ihrer Bearbeitung benutzt werden.
- [0003] Aus der DE 12 50 642 B sind beispielsweise Schmiedewerkstoffe aus einer Chrom-Nickel-Legierung bekannt, die eine Zusammensetzung aus 15 bis 23% Chrom, 2 bis 6% Molybdän, das teilweise durch Wolfram ersetzt sein kann, 3 bis 8% Niob, das höchstens zur Hälfte durch Tantal ersetzt sein kann, 0,4 bis 2,5% Aluminium und Titan mit mindestens 0,2% von jedem der beiden Elemente, 0,001 bis 0,02% Bor, 45 bis 55% Nickel, Rest, von Verunreinigungen abgesehen, Eisen aufweisen und zwischen 845 und 1200°C lösungsgeglüht und zwischen 650 und 735°C ausgehärtet sind.
- [0004] Aus "Nickel und Nickellegierungen" von K. E. Volk, Springer Verlag Berlin, Heidelberg, New York 1970 ist es bekannt, daß Rohnickel handelsüblich in größerer Reinheit herstellbar ist als dies aus der Norm ASTM B 39-67 hervorgeht (Ni \geq 99,8%, Co \leq 0,15%, Cu \leq 0,02%, C \leq 0,03%, Fe \leq 0,02%, S \leq 0,01%, P \leq 0,005%, Mn \leq 0,005%, Si \leq 0,005%, As \leq 0,005%, Pb \leq 0,005%, Sb \leq 0,005%, Bi \leq 0,005%, Sn \leq 0,005%, Zn \leq 0,005%).
- [0005] Für einige Zeit haben Hersteller versucht, Werkstücke aus Gußgegenständen herzustellen, die aus Superlegierungen auf Nickelbasis sind, um dadurch die Notwendigkeit für das Schmieden zu beseitigen. Dabei wird somit ein Gußstück eines Gegenstandes mit einer Gestalt nahe an der Endgestalt der Komponente aus der Superlegierung auf Nickelbasis hergestellt. Dann wird die Komponente nach geeigneten Wärmebehandlungen, durch welche die für relativ hohe Temperaturen und Spannungen erforderlichen Materialeigenschaften begünstigt werden, bis auf die Endabmessungen bearbeitet.
- [0006] Im Gegensatz ist der erste Schritt für einen Schmiedeprozess das Gießen einer Rohbramme, d. h. eines Gußstücks mit einer Gesamtgestalt, die für das Bearbeiten bis auf eine Gestalt nahe der Endgestalt der Komponente geeignet ist. Die Bramme wird bearbeitet, indem die Bramme auf eine erhöhte Temperatur erwärmt wird und Druckkräften ausgesetzt wird, unter welchen die Bramme näher zu der Gestalt der Komponente verformt wird. Dann wird die Komponente nach geeigneten Wärmebehandlungen, durch welche innere Spannungen aufgrund der Deformation in dem bearbeiteten Gegenstand gelöst werden, und Wärmebehandlungen, durch welche die für Anwendungen bei relativ hoher Temperatur und hohen Spannungen erforderlichen Materialeigenschaften begünstigt werden, aus dem bearbeiteten Gegenstand bis auf die Endabmessungen spanend bearbeitet.
- [0007] Es gibt zwei prinzipielle Vorteile für die Herstellung einer Komponente aus einem Gußgegenstand ohne jeden Schmiedeprozess. Erstens können größere einstückige Komponenten mit komplexerer Geometrie im Vergleich zu Komponenten hergestellt werden, die in einem Prozeß hergestellt werden, welcher das Schmieden erfordert. Der Hauptgrund, daß größere einstückige Komponenten durch einen Gießprozeß und ohne Schmieden hergestellt werden können, liegt darin, daß die Fähigkeiten der Schmiedepresse begrenzt sind. Außerdem ist es schwierig, einen Gegenstand aus einer einzelnen Bramme in einen Hohlkörper umzuformen, wie einem Diffusergehäuse für eine Gasturbinenmaschine. Auch ist der Schmiedeprozess im Vergleich mit einem Gießprozeß, bei dem ein Schmieden nicht erfolgt, arbeitsaufwendig. Von einem Gießprozeß, der Schmieden ausschließt, gelangt man unmittelbar zur Wärmebehandlung, auf welche die spanende Bearbeitung erfolgt. Beim Schmieden muß der Gegenstand bis nahe zu der gewünschten Gestalt der Komponente umgeformt und dann wärmebehandelt und spanend bearbeitet werden. Außerdem ist eine viel stärkere spanende Bearbeitung nach dem Schmieden als nach einem Gießprozeß erforderlich, bei dem anschließendes Schmieden entfällt, weil bei dem Gießprozeß das Gußstück wesentlich enger bei den Endabmessungstoleranzen der herzustellenden Komponente zu Beginn des Bearbeitungsprozesses liegt.
- [0008] Jedoch gibt es bei dem Prozeß bei Verwendung von Superlegierungen auf Nickelbasis zur Herstellung von Gußstücken, bei denen ein Schmieden nicht erforderlich ist, verstärkt Probleme, wenn der Gegenstand bis auf die fertige Komponente bearbeitet wird, weil das spanende Bearbeiten eines Gußgegenstands sehr viel schwieriger ist, als einen Schmiedegenstand spanend zu bearbeiten. Die Erfinder glauben, daß die Gründe dafür, daß ein Schmiedegenstand aus einer Superlegierung auf Nickelbasis leichter spanend bearbeitbar ist, in der feineren Korngröße, einer homogenen Mikrostruktur und kleineren Karbiden liegen. Zur Erläuterung werden beim Schmiedevorgang größere Karbide in den Superlegierungen zerkleinert, so daß kleinere Karbide erzeugt werden und die Bearbeitbarkeit verbessert wird. Im Vergleich dazu enthält ein Gußgegenstand, welcher einem Schmiedevorgang nicht unterworfen wird, größere Karbide und eine größere Korngröße, weil diese Bestandteile nicht während eines Schmiedeprozesses verfeinert wurden.
- [0009] Das Problem der Bearbeitbarkeit wird weiter durch den Prozeß des isostatischen Warmpressens (HIP), das z. B. bekannt ist aus "Metall", 38. Jahrgang, Heft 6, S. 740 bis 747, verschlimmert, bei dem Gußstücke Wärme und Druck ausgesetzt werden, um die Porosität und die Seigerung der Superlegierung zu verringern, um einen Gegenstand mit hoher Reinheit zu formen. Versuche zeigen, daß das erwähnte isostatische Warmpressen die Bearbeitbarkeit nachteilig beeinflusst. Es wird angemerkt, daß einige Druckschriften aus dem Stand der Technik eine nachteilige Beeinträchtigung der Bearbeitbarkeit aufgrund des isostatischen Warmpressens nicht angeben, obwohl dies im Gegensatz zu Erfahrungen steht, die während der Entwicklung der Erfindung gemacht wurden.
- [0010] Durch die Erfindung wird die Aufgabe gelöst, einen Gegenstand mit guter Zerspanbarkeit und ein Verfahren zum Herstellen eines Werkstücks zur Verfügung zu stellen, wobei eine hohe Festigkeit und Härte und eine gute Bearbeitbarkeit miteinander vereint werden.

[0011] Erfindungsgemäß wird dies mittels eines Gegenstands mit den Merkmalen nach Anspruch 1 sowie mittels des Verfahrens zum Herstellen eines Werkstücks nach Anspruch 13 erreicht.

[0012] Folgende Aspekte der Erfindung haben Entwickler im Stand der Technik nicht entwickelt: 1) einen Gußgegenstand aus einer Superlegierung auf Nickelbasis mit einem Kohlenstoffanteil auf einem ultraniedrigen Pegel nahe an der Endgestalt des herzustellenden Gegenstandes hergestellt; 2) versucht, eine Komponente aus einem solchen Gußgegenstand durch spanende Bearbeitung zu erzeugen oder 3) versucht, eine Komponente aus einem solchen Gußgegenstand durch spanende Bearbeitung zu erzeugen, nachdem der Gegenstand isostatisch warmgepreßt wurde. Daher konnten Entwickler im Stand der Technik die Charakteristika verbesserter Bearbeitbarkeit eines Gußgegenstands nicht finden, der aus einer Superlegierung auf Nickelbasis mit einem Kohlenstoffanteil auf ultraniedrigem Pegel hergestellt ist.

[0013] Außerdem führt der Stand der Technik von der Verwendung von Superlegierungen auf Nickelbasis mit einem Kohlenstoffanteil auf ultraniedrigem Pegel aus vier Hauptgründen weg. Erstens wird in Druckschriften aus dem Stand der Technik wie Conaway, "Machining the High-Nickel Alloys" auf Seite 254, und Zlatin et al., "Machining Characteristics of Difficult to Machine Materials" auf den Seiten 300 und 305-307 in "Influence of Metallurgy on Machinability" (American Society for Metals) angegeben, daß die Bearbeitbarkeit durch zunehmende Härte abnimmt. Überprüfungen bei der Entwicklung der Erfindung zeigten, daß das Reduzieren des Kohlenstoffanteils deutlich zu größerer Härte führte (Tabelle III). Daher mußte man erwarten, daß durch die Verringerung des Kohlenstoffanteils die spanende Bearbeitbarkeit abnehmen würde, jedoch gemäß der Erfindung ist das Gegenteil richtig.

[0014] Zweitens lehren Dokumente aus dem Stand der Technik, wie Conaway auf den Seiten 247-248, daß die Bearbeitbarkeit mit zunehmender Festigkeit abnimmt. Prüfungen bei der Entwicklung der Erfindung zeigten, daß durch die Reduzierung des Kohlenstoffanteils die Festigkeit anstieg (Tabellen IV und V). Daher hätte man wiederum erwartet, daß durch eine Verringerung des Kohlenstoffanteils die Bearbeitbarkeit verschlechtert würde, wohingegen durch die Erfindung das Umgekehrte der Fall ist.

[0015] Drittens wurde in Dokumenten aus dem Stand der Technik berichtet, daß durch verringerten Kohlenstoffanteil die Spannungsrißeigenschaften reduziert werden. Ein Beispiel eines solchen Dokumentes aus dem Stand der Technik ist Stroup et al., "How Low-Carbon Contents Affect Superalloys", Metal Progress (Feb. 1968). Stoup et al. berichteten, daß ein geringer Kohlenstoffanteil in "INCONEL 718", welches der Industriestandard für Anwendungen bei hohen Temperaturen und Spannungen ist, die Spannungsrißeigenschaften verschlechterten.

[0016] Meyer berichtete in "Extra Low Carbon Alloy 718", Superalloys 1984 (The Metallurgical Society of AIME 1984) ebenfalls eine nachteilige Beeinträchtigung hinsichtlich der Spannungsrißeigenschaften, es sei denn, daß diese durch Zugabe von Magnesium kompensiert wird. Das jüngste Dokument im Stand der Technik, das lokalisiert wurde, Banix et al., "Ultra Fine Grain/Ultra Low Carbon 718", Superalloys 718, 625 and Various Derivatives (The Minerals, Metals & Materials Society 1991) fährt damit fort, von der Verwendung eines Kohlenstoffanteils auf ultraniedrigem Pegel in einer Superlegierung auf Nickelbasis wegzuführen. Nicht nur lehrt Banix et al., daß durch den reduzierten Kohlenstoffanteil die Spannungsrißeigenschaften verschlechtert werden, sondern das Dokument lehrt auch, daß die Reduktion des Kohlenstoffanteils ökonomisch nicht durchführbar ist, weil die Kosten der Reduzierung des Kohlenstoffanteils alle Vorteile überwiegen.

[0017] Schließlich hat ein Hauptlieferant von Superlegierungs-Gußgegenständen auf Nickelbasis Bedenken geäußert, daß die Reduzierung des Kohlenstoffanteils auf einen ultraniedrigen Pegel die Fließfähigkeit der Superlegierung in ihrem geschmolzenen Zustand vor dem Vergießen verringert, wodurch möglicherweise die Porosität auf ein unannehmbares Maß ansteigt, wenn der Gußgegenstand abgegossen wird.

[0018] Wenngleich Entwickler im Stand der Technik Schmiedegegenstände hergestellt haben mögen, die einen chemischen Aufbau ähnlich zu dem der Erfindung haben, sind die Schmiedegegenstände aus dem Stand der Technik physikalisch von der Erfindung in wenigstens dreierlei Hinsicht unterscheidbar. Erstens, im Stand der Technik wurden Schmiedestücke hergestellt, d. h. es wurden Brammen hergestellt, nicht aber ein Gußstück in einer Form, die nahe an der Form der zu produzierenden Komponente liegt. Ein Schmiedegegenstand hat eine mittlere Korngröße, die wesentlich kleiner in der Fläche, wenigstens um eine oder zwei Größenordnungen kleiner als die mittlere Korngröße eines Gußgegenstands ist.

[0019] Zweitens weisen Schmiedegegenstände im wesentlichen keine Seigerung oder Porosität auf, weil der Schmiedeprozess dieselben praktisch beseitigt. Im Gegensatz dazu weist ein Gußgegenstand wenigstens etwas Seigerung und Porosität auf, selbst wenn der Gußgegenstand isostatisch warmgepreßt wurde, wodurch typisch Seigerungen und Porosität reduziert werden. Gußgegenstände werden zur Herstellung von Komponenten, die für relativ hohe Temperaturen und Spannungen geeignet sein sollen, isostatisch warmgepreßt, falls der Prozeß ein Schmieden ausschließt, wohingegen Schmiedegegenstände gewöhnlich nicht isostatisch warmgepreßt werden.

[0020] Drittens enthalten Schmiedegegenstände im wesentlichen keine großen Karbide, weil durch den Schmiedeprozess die großen Karbide in kleinere Teilchen zersetzt werden. Im Vergleich dazu weist ein Gußstück gemäß der Erfindung große Karbide auf, weil das Schmieden entfallen ist.

[0021] Schließlich lassen sich, wie für Fachleute leicht einsehbar, Gußgegenstände gemäß der Erfindung von Gußgegenständen aus einer Superlegierung auf Nickelbasis aus dem Stand der Technik, die bis nahe an die Endgestalt des herzustellenden Gegenstandes herankommen, unterscheiden, weil die Erfindung im Vergleich mit Gußgegenständen aus dem Stand der Technik vorsieht: einen reduzierten Kohlenstoffanteil in der verwendeten Superlegierung und eine beträchtliche Verbesserung der Bearbeitbarkeit.

[0022] Gemäß der Erfindung kann der Gußgegenstand isostatisch warmgepreßt werden bei einer Temperatur und einem Druck, die ausreichen, um die Seigerung und Porosität in der Superlegierung auf Nickelbasis wesentlich zu reduzieren. Danach kann der Gußgegenstand wärmebehandelt werden, um einen vollständig ausgefallenen, wärmebehandelten Zustand zu erzielen, durch welchen die Festigkeit der Superlegierung wesentlich erhöht wird. Im Anschluß an das isostatische Warmpressen und die Wärmebehandlung weist der Gußgegenstand eine Standard-Bearbeitbarkeitsrate von wenigstens 13% im Vergleich mit einem AMS 5010 Stahl auf. Ein vergleichbarer Schmiedegegenstand würde eine Bearbeitbarkeitsrate von 14 bis 18% aufweisen.

[0023] Ein mehrstufiges Verfahren zur Herstellung einer spanend bearbeiteten Komponente aus einer Superlegierung auf Nickelbasis mit verbesserter Bearbeitbarkeit ist erfindungsgemäß ebenfalls geschaffen. Der erste Schritt des Verfahrens ist, eine Superlegierung auf Nickelbasis herzustellen, die eine Zusammensetzung in Gew.-% von bis zu 0,02 Kohlenstoff, 0-0,015 Phosphor, 0-0,015 Schwefel, 17,00-21,00 Chrom, 50,00-55,00 Nickel, 2,80-3,30 Molybdän, 4,40-5,50 Niob und Tantal kombiniert, 0,30-0,80 Aluminium, 0,65-1,15 Titan, 0-0,006 Bor, 0-0,35 Mangan, 0-1,00 Kobalt, 0-0,35 Silizium, 0-0,30 Kupfer und Eisen als Rest aufweist.

[0024] Dann wird ein Gußstück aus der Superlegierung aus Nickelbasis hergestellt, wonach im letzten Schritt das Gußstück spanend bearbeitet wird, um die bearbeitete Komponente herzustellen. Das Verfahren kann auch andere Schritte enthalten, prinzipiell das isostatische Warmpressen des Gußgegenstands, gefolgt von einer Wärmebehandlung des Gußgegenstands bis zum vollständig ausgefallenen Zustand, bevor das Gußstück zur Herstellung der bearbeiteten Komponente bearbeitet wird.

[0025] Zusätzlich wird durch die Erfindung eine spanend bearbeitete Komponente geschaffen, die durch einen bestimmten Prozeß hergestellt wurde. Ferner ist die bearbeitete Komponente geeignet für Anwendungen, bei denen die Komponente einer Temperatur über 538°C (1000°F) unter Spannungen ausgesetzt ist, wobei das Gußstück einen Standard-Bearbeitbarkeitsgrad von wenigstens 13% im Vergleich zu einem AMS 5010 Stahl aufweist. Das Verfahren zum Herstellen der spanend bearbeiteten Komponente enthält als ersten Schritt die Herstellung einer Superlegierung auf Nickelbasis, die in Gew.-% bis zu 0,02 Kohlenstoff, 0-0,015 Phosphor, 0-0,015 Schwefel, 17,00-21,00 Chrom, 50,00-55,00 Nickel, 2,80-3,30 Molybdän, 4,40-5,50 Niob und Tantal kombiniert, 0,30-0,80 Aluminium, 0,65-1,15 Titan, 0-0,006 Bor, 0-0,35 Mangan, 0-1,00 Kobalt, 0-0,35 Silizium, 0-0,30 Kupfer sowie Eisen als Rest aufweist.

[0026] Danach wird ein Gußstück aus der Superlegierung auf Nickelbasis hergestellt und wärmebehandelt, um einen ausscheidungsgehärteten Zustand zu erzielen, gefolgt von der spanenden Bearbeitung des Gußstückes, um die bearbeitete Komponente herzustellen. Vor der Wärmebehandlung kann, der Gußgegenstand isostatisch warmgepreßt werden.

[0027] Durch die Erfindung wird ferner ein Gußgegenstand einer Superlegierung auf Nickelbasis geschaffen, der verbesserte Eigenschaften für eine spanende Bearbeitung aufweist und eine Zusammensetzung in Gew.-% von bis zu 0,02 Kohlenstoff, 0-0,015 Phosphor, 0-0,015 Schwefel, 17,00-21,00 Chrom, 50,00-55,00 Nickel, 2,80-3,30 Molybdän, 4,40-5,50 Niob und Tantal zusammen, 0,30-0,80 Aluminium, 0,65-1,15 Titan, 0-0,006 Bor, 0-0,35 Mangan, 0-1,00 Kobalt, 0-0,35 Silizium, 0-0,30 Kupfer sowie Eisen als Rest aufweist. Das Gußstück hat die physikalischen Unterscheidbarkeitsmerkmale, daß es eine Bearbeitbarkeitsrate aufweist, die wesentlich größer ist, als wenn die Superlegierung auf Nickelbasis einen Kohlenstoffanteil von wenigstens 0,038 Gew.-% hätte.

[0028] Weiter wird durch die Erfindung ein Gußgegenstand aus einer Superlegierung auf Nickelbasis mit verbesserten Bearbeitbarkeitseigenschaften und reduziertem Kohlenstoffanteil in einer Zusammensetzung von weniger als 0,020 Gew.-% Kohlenstoff geschaffen. Zusätzlich enthält es eine oder mehr der folgenden Elemente: Titan, Niob, Tantal oder Hafnium. Die Menge irgendeines der Elemente in der vorgenannten Gruppe ist einzeln oder in Kombination mit anderen Elementen der Gruppe in der Superlegierung ausreichend, die Bildung von Karbiden zu fördern. Der Gußgegenstand hat eine Bearbeitbarkeitsrate, die wesentlich größer ist als ein im wesentlichen identischer Gußgegenstand einer zweiten Superlegierung auf Nickelbasis, die jedoch einen Kohlenstoffanteil von wenigstens 0,030 Gew.-% aufweist.

[0029] Die Erfindung wird im folgenden unter Bezugnahme auf die Zeichnung erläutert.

[0030] Fig. 1 ist eine Mikrophotographie der ungeätzten, feingegossenen Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung (mit einem Kohlenstoffanteil im Bereich von 0,038-0,042 Gew.-%), die während der Entwicklung der Erfindung getestet wurde, in 50-facher Vergrößerung.

[0031] Fig. 2 ist eine Mikrophotographie der geätzten, feingegossenen Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung (mit einem Kohlenstoffanteil im Bereich von 0,038-0,042 Gew.-%), die bei der Entwicklung der Erfindung getestet wurde, in 100-facher Vergrößerung.

[0032] Fig. 3 ist eine Mikrophotographie der ungeätzten, feingegossenen "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultraniedrigem Kohlenstoffanteil (mit einem Kohlenstoffanteil im Bereich von 0,014 bis 0,017 Gew.-%), die bei der Entwicklung der Erfindung getestet wurde, in 50-facher Vergrößerung.

[0033] Fig. 4 ist eine Mikrophotographie der geätzten, feingegossenen "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil (mit einem Kohlenstoffanteil im Bereich von 0,014 bis 0,017), die während der Entwicklung der Erfindung getestet wurde, in 100-facher Vergrößerung.

[0034] Fig. 5 ist eine Mikrophotographie der ungeätzten, feingegossenen "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil (mit einem Kohlenstoffanteil im Bereich von 0,009 bis 0,013), die bei der Entwicklung der Erfindung getestet wurde, in 50-facher Vergrößerung.

[0035] Fig. 6 ist eine Mikrophotographie der geätzten, feingegossenen "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil (mit einem Kohlenstoffanteil im Bereich von 0,009 bis 0,013), die während der Entwicklung der Erfindung getestet wurde, in 100-facher Vergrößerung.

[0036] Fig. 7 ist eine Mikrophotographie der ungeätzten, feingegossenen "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil (mit einem Kohlenstoffanteil im Bereich von 0,0057 bis 0,008), die während der Entwicklung der Erfindung getestet wurde, in 50-facher Vergrößerung.

[0037] Fig. 8 ist eine Mikrophotographie der geätzten, feingegossenen "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil (mit einem Kohlenstoffanteil im Bereich von 0,0057 bis 0,008), die während der Entwicklung der Erfindung getestet wurde, in 100-facher Vergrößerung.

[0038] Fig. 9 ist ein Schlißbild der geätzten Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung in 100-facher Vergrößerung, geschmiedet und bis zu dem ausscheidungsgehärteten Zustand wärmebehandelt.

[0039] Fig. 10 ist eine Mikrophotographie der geätzten, feingegossenen Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung, die bis zum ausscheidungsgehärteten Zustand wärmebehandelt wurde, in 100-facher Vergrößerung.

[0040] Fig. 11 ist eine Mikrophotographie der geätzten, feingegossenen Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung, die isostatisch warmgepreßt und bis zum ausscheidungsgehärteten Zustand wärmebehandelt wurde, in 100-facher Vergrößerung.

[0041] Ein Schlüsselaspekt der Erfindung liegt in der Reduktion des Kohlenstoffanteils in Superlegierungen auf Nickelbasis, um die Bearbeitbarkeits-Eigenschaften zu verbessern. Wie es im Stand der Technik bekannt ist, kann der Kohlenstoffanteil in einer Superlegierung durch Wärmen der Superlegierung unter kontrollierten Druckbedingungen reduziert werden, wodurch Kohlenstoff aus der Verbindung als Gas entweicht, oder durch Verwendung hochreiner Elementmaterialien.

[0042] Wenngleich erwartet wird, daß die Erfindung auf alle Superlegierungen auf Nickelbasis zutrifft, wurden Untersuchungen insoweit lediglich mit einer Superlegierung auf Nickelbasis durchgeführt, die im wesentlichen identisch zu einer Superlegierung ist, die von der International Nickel Company unter dem Warenzeichen "INCONEL 718" verkauft wird, außer daß der Kohlenstoffanteil beträchtlich reduziert ist, wodurch eine verbesserte Form der Superlegierung hergestellt wurde, die hier als "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil bezeichnet wird. (repräsentative Kohlenstoffanteile in der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil werden unten in Gew.-% in der Verbindung beschrieben.)

[0043] Anfängliche Entwicklungsanstrengungen zur Erzielung der Erfindung wurden auf die "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil gerichtet, weil die "INCONEL 718"-Superlegierung zum Industriestandard für Anwendungen bei hoher Temperatur und hohen Spannungen wurde. Hauptanwender der "INCONEL 718"-Superlegierung spezifizieren, daß der Kohlenstoffanteil in Gew.-% wenigstens 0,02 bis 0,03 betragen muß. Wenngleich im Vorstehenden der extreme Minimalbereich des Kohlenstoffanteils angegeben wurde, der im Stand der Technik für die "INCONEL 718"-Superlegierung für akzeptabel gehalten wurde, ist der typische Kohlenstoffanteil in der "INCONEL 718"-Superlegierung, wie sie in der Industrie verwendet wird, stets etwas größer als der angegebene Minimalanteil.

[0044] Beispielsweise haben Versuche während der Entwicklung der Erfindung gezeigt, daß ein Lieferant der "INCONEL 718"-Superlegierung eine Menge der "INCONEL 718"-Superlegierung vorsah, die einen Kohlenstoffanteil von annähernd 0,042 Gew.-% hatte (die Analyse des Lieferanten gab an, daß der Kohlenstoffanteil 0,038 Gew.-% betrug) als angefragt wurde, die "INCONEL 718"-Superlegierung mit einem minimalen Kohlenstoffanteil von 0,03 Gew.-% zu liefern. Tabelle I zeigt den Bereich von Elementen für die "INCONEL 718"-Superlegierung, der von einem Hauptanwender der "INCONEL 718"-Superlegierung als akzeptabel spezifiziert wird, und die aktuelle Laboranalyse der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung, die von einem Lieferanten bereitgestellt wurde, als er aufgefordert wurde, die "INCONEL 718"-Superlegierung in Übereinstimmung mit den vorgesehenen akzeptablen Bereichen zu liefern. Zusätzlich zeigt Tabelle I die Komponenten in drei Verbindungen der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil, die während der Entwicklung der Erfindung getestet wurde.

TABELLE I

| Komponenten der "INCONEL 718" Superlegierung und der getesteten "INCONEL 718"-Superlegierungen mit ultrageringem Kohlenstoffanteil | | | | | |
|--|--|--|--|---|--|
| | Standard "INCONEL 718" | | Zusammensetzung | | |
| Ele- ment in Gew. % | Akzeptab- ler Bereich für einen Hauptan- wender | Standard "INCONEL 718" Meßwert Lieferant (Anwender) | Probe I Meßwert Lieferant (Anwender) | Probe II Meßwert Lieferant (Anwender) | Probe III Meßwert Liefer. (Anw.) |
| C | 0,03-0,08 | 0,038 (0,042) | 0,014 (0,017) | 0,009 (0,013) | 0,0057 (0,008) |
| P | 0-0,015 | n/r | n/r | n/r | n/r |
| S | 0-0,015 | n/r | n/r | n/r | n/r |
| Cr | 17,00- 21,00 | 19,45 | 19,40 | 19,44 | 19,46 |
| Ni+Co | 50,00- 55,00 | 53,09* | 53,14* | 53,35* | 53,25* |
| Mo | 2,80-3,30 | 3,06 | 3,07 | 3,07 | 3,09 |
| Nb+Ta | 4,75-5,50 | 5,05 | 5,04 | 5,06 | 5,16 |
| Al | 0,40-0,80 | 0,50 | 0,51 | 0,52 | 0,52 |
| Ti | 0,65-1,15 | 0,90 | 0,89 | 0,88 | 0,91 |
| B | 0-0,006 | 0,0028 | 0,0037 | 0,0027 | 0,0032 |
| Zr | 0-0,10 | 0,001 | 0,001 | 0,002 | 0,001 |
| Mn | 0-0,35 | 0,02 | 0,02 | 0,02 | 0,02 |
| Si | 0-0,35 | 0,02 | 0,02 | 0,02 | 0,02 |
| Co | 0-1,00 | 0,01 | 0,01 | 0,03 | 0,01 |
| Cu | 0-0,10 | n/r | n/r | n/r | n/r |
| Pb | 0-0,0010 | n/r | n/r | n/r | n/r |
| Bi | 0-0,00005 | n/r | n/r | n/r | n/r |
| Se | 0-0,0003 | n/r | n/r | n/r | n/r |
| Fe | Rest | Rest | Rest | Rest | Rest |
| n/r - nicht berichtet; () Anwender - Lab.-Analyse gegenüber Lieferanten-Analyse; * nur Ni | | | | | |

[0045] Es wird darauf hingewiesen, daß Nb + Ta (Niob + Tantal) im weiteren in der Beschreibung und in den Ansprüchen bedeutet, daß das kombinierte Gesamtgewicht von Niob und Tantal zusammen in dem spezifizierten Bereich liegen muß. Mit anderen Worten ist es für sich allein nicht ausreichend, daß Niob und Tantal beide individuell innerhalb des angegebenen Bereiches liegen.

[0046] Ein anderer Hauptanwender fordert, daß Lieferanten die bekannte Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung gemäß der folgenden Bereiche für die Elemente in Gew.-% vorsehen: 0,02-0,08 Kohlenstoff, 0-0,015 Phosphor, 0-0,015 Schwefel, 17,00-21,00 Chrom, 50,00-55,00 Nickel, 2,80-3,30 Molybdän, 4,40-5,40 Niob + Tantal, 0,30-0,70 Aluminium, 0,65-1,15 Titan, 0-0,006 Bor, 0-0,35 Mangan, 0-1,00 Kobalt, 0-0,35 Silizium, 0-0,30 Kupfer sowie Eisen als Rest. Wie ersichtlich, gibt es eine geringe Variation in den akzeptablen Bereichen, die von zwei Hauptanwendern der bekannten Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung angegeben werden. Beispielsweise können nach Tabelle I Niob

und Tantal kombiniert im Bereich von 4,75 bis 5,50 Gew.-% liegen, wohingegen der andere Hauptanwender der "INCONEL 718"-Superlegierung dieselben kombinierten Elemente im Bereich von 4,40 bis 5,40 Gew.-% spezifiziert.

[0047] In der ersten bevorzugten Ausführungsform der Erfindung hat die "INCONEL 718"-Superlegierung mit geringem Kohlenstoffanteil eine Zusammensetzung wie in der zweiten Spalte der Tabelle I, ausgenommen jedoch den Kohlenstoffanteil. In alternativen Ausführungsformen hat eine "INCONEL 718"-Superlegierung mit geringem Kohlenstoffanteil eine Zusammensetzung, wieder mit Ausnahme von Kohlenstoff, wie in dem unmittelbar vorstehenden Absatz.

[0048] Der Minimalanteil von Kohlenstoff entweder nach der bevorzugten Ausführungsform oder nach der alternativen Ausführungsform für eine Superlegierung auf Nickelbasis gemäß der Erfindung, wie die "INCONEL 718"-Superlegierung mit geringem Kohlenstoffanteil, ist nicht klar definiert, kann jedoch kleiner als 0,005% sein. Der maximale Kohlenstoffanteil muß jedoch kleiner als 0,020 Gew.-% sein. Wie früher erwähnt, wurden zum Vergleich aktuelle Labortests mit einer Superlegierung auf Nickelbasis, die im wesentlichen, mit Ausnahme hinsichtlich des reduzierten Kohlenstoffanteils, identisch zu der "INCONEL 718"-Superlegierung war, und mit der "INCONEL 718"-Superlegierung nach dem Industriestandard durchgeführt, die einen Kohlenstoffanteil im Bereich von 0,038 bis 0,042 Gew.-% hat (wie später diskutiert, wurde ein Herstellungstest auch mit einer "INCONEL 718"-Superlegierung mit geringem Kohlenstoffanteil von etwa 0,007 Gew.-% durchgeführt).

[0049] Laboranalysen zeigten, daß der höchste Kohlenstoffanteil in der "INCONEL 718"-Superlegierung mit geringem Kohlenstoffanteil, die getestet wurde, 0,017 Gew.-% betrug, wohingegen eine Analyse des Lieferanten der "INCONEL 718"-Superlegierung mit geringem Kohlenstoffanteil angab, daß der höchste Wert des Kohlenstoffanteils 0,014 Gew.-% betrug. Ähnlich gab eine Laboranalyse an, daß die niedrigsten Werte von Kohlenstoff in der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil 0,008 Gew.-% betrug, wohingegen eine Analyse des Lieferanten der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil den untersten Wert von Kohlenstoff mit 0,0057 Gew.-% angab.

[0050] Untersuchungen zeigten, daß eine Verringerung des Kohlenstoffanteils in der "INCONEL 718"-Superlegierung unter den der Superlegierung aus dem Stand der Technik die Bearbeitbarkeitseigenschaften signifikant verbessern. Die Zusammensetzung der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil, die während der Entwicklung der Erfindung untersucht wurde und den geringsten Kohlenstoffanteil hatte, hatte einen Kohlenstoffanteil im Bereich von 0,0057 bis 0,008 Gew.-%. Daher stehen Daten nicht zur Verfügung, durch welche die Bearbeitbarkeit einer "INCONEL 718"-Superlegierung mit einem verringerten Kohlenstoffanteil unter 0,0057 Gew.-% definiert werden.

[0051] Dennoch ist es klar, daß signifikante Verbesserungen in der Bearbeitbarkeit mit einem Kohlenstoffanteil unter dem Minimalwert von 0,020% für die Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung erzielt werden können, der von wenigstens einem Hauptanwender der "INCONEL 718"-Superlegierung spezifiziert ist. Tatsächlich wurde eine kontinuierliche Verbesserung der Bearbeitbarkeits-Eigenschaften der "INCONEL 718"-Superlegierung beobachtet, wenn ihr Kohlenstoffanteil über den Bereich von 0,042 bis 0,008 Gew.-% hin verringert wurde. Daher ist es sehr wahrscheinlich, daß eine Verringerung des Kohlenstoffanteils auf einen Wert, der kleiner als 0,0057 oder 0,008 Gew.-% ist, weitere Verbesserungen in der Bearbeitbarkeit erbringen. Die kontinuierliche Verbesserung der Bearbeitbarkeit mit abnehmendem Kohlenstoffanteil ist in Tabelle II gezeigt.

TABELLE II

| TABELLE II | | |
|--|-----------------------|--------------------------|
| Superlegierung | Bearbeitbarkeitsgrade | |
| | Kohlenstoff-Gew. % | Bearbeitbarkeitsgrad (%) |
| Standard "INCONEL 718" | 0,038 (0,042) | 12*/8** |
| Zusammensetzung I | 0,014 (0,017) | 14 |
| Zusammensetzung II | 0,009 (0,013) | 18 |
| Zusammensetzung III | 0,0057 (0,008) | 19 |
| () Anwender-Lab.-Analyse gegenüber Lieferantenanalyse; * Höchster Grad, gemessen im Lab.; ** niedrigster Grad aus Herstellungstest; die restlichen Bearbeitbarkeitsgrade sind Mittelwerte aus Lab.-Analysen | | |

[0052] Aus Tabelle II ist ersichtlich, daß auf Basis einer Lieferantenanalyse des Kohlenstoffanteils eine kontinuierliche Verbesserung in der Bearbeitbarkeit über den Bereich hin sich ergab, wenn der Kohlenstoffanteil von etwa 0,038 bis 0,0057 Gew.-% verringert wurde.

[0053] Außerdem wurden Herstellungstests, nicht nur reine Laboranalysen, mit einer Superlegierung auf Nickelbasis mit ultrageringem Kohlenstoffanteil während der Entwicklung der Erfindung durchgeführt. Die Herstellungstests wurden an einer Superlegierung durchgeführt, die eine Zusammensetzung gemäß den Bereichen für die erste bevorzugte Ausführungsform der Erfindung hatte, wobei der Kohlenstoffanteil auf 0,007 Gew.-% verringert wurde. Herstellungstests, die später in dieser Diskussion definiert werden, zeigten, daß die vorgenannte "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil einen nach Standardherstellung getesteten Bearbeitbarkeitsgrad im Bereich von 20% bis 30% hatte. Im Gegensatz zu der vorgenannten "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil hatte die Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung mit einem Kohlenstoffanteil von 0,050 Gew.-% einen nach Stan-

darherstellung getesteten Bearbeitbarkeitsgrad von im Mittel 8% bis 13%.

[0054] Es mag an dieser Stelle hilfreich sein, zu diskutieren, wie die Grade der Bearbeitbarkeit objektiv bestimmt werden. Ein AMS 5010-Stahl wird als Standard beim Messen der Bearbeitbarkeit verwendet. Bei einer konstanten Bezugsgeschwindigkeit versagt ein Werkzeug, das zum Bohren einer Bohrung in einem AMS 5010-Stahl verwendet wird, nach dem Bohren einer Bohrung von ungefähr 381 mm (15 inch) Länge in dem Stahl. Typisch werden mehrere Bohrungen gebohrt, deren Gesamttiefe etwa 381 mm (15 inch) beträgt, statt eine einzige Bohrung zu bohren, die diese Länge hat. Ein im wesentlichen identisches Werkzeug wird zum Bohren von Bohrungen in der Superlegierung verwendet, um deren Bearbeitbarkeit zu bestimmen. Bei einem gewissen Prozentsatz der Bezugsgeschwindigkeit wird das Werkzeug nach dem Bohren von insgesamt 381 mm (15 inch) versagen. Der Prozentsatz der Bezugsgeschwindigkeit für das Bohren von 381 mm (15 inch) in der Superlegierung ist der Standard-Bearbeitbarkeitsgrad für die Superlegierung.

[0055] Bearbeitbarkeitsgrade werden gewöhnlich auf die Geschwindigkeitsprozente bezogen, weil Ingenieure mit der Lebensdauer von Werkzeugen in Zeiteinheiten arbeiten und nicht mit der Menge einer Superlegierung, die mit einem Werkzeug entfernt wurde. Andere Typen von Bearbeitbarkeitsgraden werden in der Industrie benutzt. Beispielsweise ist eine häufig verwendete Methode zur Bestimmung des Bearbeitbarkeitsgrades die Zeitspanne, in welcher ein Werkzeug benutzt werden kann, bevor das Werkzeug bei einer bestimmten Geschwindigkeit in einer Bezugslegierung versagt, wie von Gorsler, "The Effect of HIP Densification on the Machinability of Cast Inconel 718" (American Society of Metals 1983) auf Seite 205, und von Cook "What is Machinability" (Influence of Metallurgy on Machinability) auf Seite 13 angegeben. Leicht bearbeitbare Legierungen, wie solche, die wesentliche Anteile an Aluminium aufweisen, haben typisch Bearbeitbarkeitsgrade von wesentlich mehr als 100%, wohingegen Superlegierungen auf Nickelbasis im allgemeinen Grade von wesentlich weniger als 100% aufweisen.

[0056] Wie vorher erwähnt, wurden Herstellungstests mit einer "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil von annähernd 0,007 Gew.-% durchgeführt. Die Versuche bestanden in der Herstellung eines Diffusorgehäuses, welches eine hoher Temperatur und hohen Spannungen ausgesetzte Komponente von modernen Gasturbinenmaschinen ist, unter Anwendung des Feingießens. Die Herstellungsuntersuchungen zeigten, daß die Bearbeitbarkeitsgrade mit der Art der Bearbeitung variierten. Beispielsweise betrugen die mittleren Bearbeitbarkeitsgrade für das Drehen etwa 25% und für das Fräsen etwa 18%. Jedoch steht der Standard-Bearbeitbarkeitsgrad für das Bohren, bei dem der Bearbeitbarkeitsgrad im Mittel 25% beträgt. Zum Vergleich betrug der mittlere Bearbeitbarkeitsgrad der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung mit einem Kohlenstoffanteil von etwa 0,050 Gew.-% für das Bohren 8% bis 13%.

[0057] Die in Tabelle II angeführten Bearbeitbarkeitsgrade sind auf Labortests, nicht auf Herstellungstests bezogen, die mit einem Feingußstück jeder Superlegierung durchgeführt wurden, die einer Standard-Wärmebehandlung unterworfen worden war, um den ausscheidungsgehärteten Wärmebehandlungszustand zu erzielen. Die Wärmebehandlung bis auf einen ausscheidungsgehärteten Zustand wird nach dem isostatischen Wärmepressen durchgeführt. Andernfalls werden durch die isostatische Wärmebehandlung die Materialeigenschaften beträchtlich verschlechtert, die für die Anwendungen bei relativ hohen Temperaturen und Spannungen durch die Wärmebehandlung bis zum ausscheidungsgehärteten Zustand begünstigt werden. Ähnlich waren in die vorher erwähnten Herstellungstests, bei welchen Diffusorgehäuse mit Hilfe des Feingießens hergestellt wurden, das isostatische Wärmepressen des Feingußstücks, und danach, die Wärmebehandlung bis auf den ausscheidungsgehärteten Zustand einbezogen.

[0058] Wie im Stand der Technik gut bekannt ist, wird der ausscheidungsgehärtete Wärmebehandlungszustand erreicht, indem die Superlegierung einem Heizprozeß unterworfen wird, durch welchen Präzipitate, wie γ und γ' -Präzipitate in der Superlegierung gebildet werden, wodurch die Superlegierung sehr viel härter wird. Daher stehen die Bearbeitbarkeitsgrade in Tabelle II für diejenigen der Superlegierungen in deren soweit bekannt härtesten, erzielbaren Zustand, gemessen nach einer Rockwell-Härtenorm oder nach irgendeiner allgemein akzeptierten Norm zur Härtemessung. Wie aus Tabelle 2 ersichtlich, scheint die Verringerung im Kohlenstoffanteil eine Erhöhung in der Härte zu erzeugen, was nach Angaben aus dem Stand der Technik, wie nach Conway und Zlatin et al. eine Verschlechterung in der Bearbeitbarkeit anzeigen würde. Das Gegenteil wurde jedoch nach der Erfindung gefunden.

[0059] Typisch wird das isostatische Wärmepressen durch Erwärmen der Superlegierung auf $1190 \pm 14^\circ\text{C}$ ($2175 \pm 25^\circ\text{F}$) bei einem Druck von 103 MPa (15 KSI) während drei bis vier Stunden durchgeführt. Zusätzlich unterwerfen wenigstens einige Anwender der "INCONEL 718"-Superlegierung generell das Feingußstück einer anfänglichen Wärmebehandlung, vor dem isostatischen Wärmepressen, bekannt als isostatische Vorwärm-Homogenisierungsbehandlung. Die isostatische Vorwärm-Homogenisierungsbehandlung eines Hauptanwenders der "INCONEL 718"-Superlegierung wird durchgeführt, indem der Gußgegenstand in ein Teilvakuum gebracht wird und der Gußgegenstand auf annähernd 1135°C (2075°F) während acht Stunden gewärmt wird, gefolgt von einer Wärmebehandlung bei annähernd 1150°C (2100°F) während sechzehn Stunden. Anschließend an das isostatische Wärmepressen kann das Feingußstück einer Standard-Wärmebehandlung, im allgemeinen in einem mehrstufigen Prozeß, unterzogen werden, um den ausscheidungsgehärteten Zustand zu erhalten. Gewöhnlich wird der ausscheidungsgehärtete Zustand in einem zweistufigen Prozeß erreicht, bei welchem die erste Stufe eine Lösungswärmebehandlung durch Wärmen der Superlegierung auf $955 \pm 14^\circ\text{C}$ ($1750 \pm 25^\circ\text{F}$) für eine Stunde und dann das Abkühlen in der Luft erfordert. Danach wird in der zweiten Stufe der ausscheidungsgehärtete Zustand durch Wärmen der Superlegierung auf $732 \pm 14^\circ\text{C}$ ($1350 \pm 25^\circ\text{F}$) während 8 Stunden, gefolgt von einem Abkühlen mit einer Rate von ungefähr 56°C/h (100°F/h) auf ungefähr 663°C (1225°F) während acht Stunden und dann dem Kühlen der Superlegierung in Luft. Frühere Experimente geben an, daß konventionelle Superlegierungen auf Nickelbasis, die der vorgenannten Behandlung unterzogen wurden, sehr niedrige Bearbeitbarkeitsgrade aufweisen.

[0060] Wie früher angegeben, kann ein Feingußartikel einer Superlegierung auf Nickelbasis nur schwieriger bearbeitet werden als ein Schmiedestück aus der gleichen Superlegierung. Noch schwieriger zu bearbeiten ist ein Feingußstück aus der Superlegierung, das zur Erzielung eines ausscheidungsgehärteten Zustands wärmebehandelt wurde. Endlich zeigen Erfahrungen, daß das vorgenannte wärmebehandelte Feingußstück, das vor der Wärmebehandlung zur Erzielung des ausscheidungsgehärteten Zustands isostatisch wärmgepreßt wurde, am schwierigsten von allen bearbeitbar ist, obwohl einige Stimmen im Stand der Technik angeben, daß das isostatische Wärmepressen keinen nachteiligen Effekt auf die Bearbeitbarkeit hat. Die Erfahrung zeigt auch, daß generell eine isostatische Vorwärmhomogenisationsbehandlung vor dem

isostatischen Warmpressen die Bearbeitbarkeit des Feingußstückes aus der Superlegierung nicht merklich beeinträchtigt. [0061] Die Laboranalyse der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung im ausscheidungsgehärteten Zustand und nach dem isostatischen Warmpressen gab an, daß der höchste Standard-Bearbeitbarkeitsgrad, der erzielt werden konnte, ungefähr 12% betrug. Produktionserfahrungen mit der vorgenannten Superlegierung zeigten Standard-Bearbeitbarkeitsgrade so niedrig wie 6%. Im Gegensatz dazu ergab sich ein mittlerer Standard-Bearbeitbarkeitsgrad der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil von 0,0057 bis 0,008 Gew.-% im ausscheidungsgehärteten Zustand und nach dem isostatischen Warmpressen von 18%. Produktionserfahrungen mit der vorgenannten "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil zeigten Bearbeitbarkeitsgrade von 18% bis 25% mit einem Mittelwert von ungefähr 20%.

[0062] Die Verbesserung in dem Bearbeitbarkeitsgrad bei der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffgehalt ist so bezeichnend, daß die Bearbeitbarkeitsgrade für Gußstücke aus dieser Superlegierung die Bearbeitbarkeitsgrade für vergleichbare Schmiedestücke aus Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung überlappen. Beispielsweise hat ein Schmiedestück aus der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung, die bis auf ausscheidungsgehärteten Zustand wärmebehandelt wurde, typisch einen Standard-Bearbeitbarkeitsgrad im Bereich von 14% bis 18%.

[0063] Wie aus der Tabelle II ersichtlich, überlappt sich der vorgenannte Bereich des Bearbeitbarkeitsgrades mit dem der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil, getestet im Laboratorium, welche Standard-Bearbeitbarkeitsgrade von 14% bis 19% aufwies.

[0064] Mikrophotographische Vergleiche von Superlegierungen auf Nickelbasis, die geschmiedet, feingegossen oder sowohl feingegossen als auch isostatisch warmgepreßt waren, zeigen Strukturunterschiede. Fig. 9 ist eine Mikrophotographie der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung in geschmiedeter Form bei 100-facher Vergrößerung; als Kontrast ist Fig. 10 eine Mikrophotographie der feingegossenen Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung in 100-facher Vergrößerung. Der erste wichtige Unterschied ist, daß die gegossene "INCONEL 718"-Superlegierung eine grobe Korngröße hat, wohingegen die geschmiedete "INCONEL 718"-Superlegierung eine feine Kornstruktur aufweist.

[0065] In Fig. 9 sind zahlreiche Körner sichtbar, jedoch nicht ein einziges vollständiges Korn ist in Fig. 10 sichtbar. Die Korngrößen in gegossenen Superlegierungen auf Nickelbasis sind wenigstens um eine Größenordnung und gewöhnlich um wenigstens drei bis vier Größenordnungen größer als bei der gleichen Superlegierung in geschmiedeter Form. Wie aus Fig. 9 ersichtlich, haben die Körner annähernd die Form unregelmäßiger Polygone.

[0066] Typisch reicht der wirksame Durchmesser der Körner von 0,076 bis 0,127 mm (0,003 bis 0,005 inch) in geschmiedeten Gegenständen aus der "INCONEL 718"-Superlegierung, was insgesamt einer ASTM-Korngrößenzahl von 3 bis 5 entspricht. Im Vergleich reicht der wirksame Durchmesser der Körner in gegossenen Gegenständen aus der "INCONEL 718"-Superlegierung von 2,03 bis 6,35 mm (0,08 bis 0,25 inch) entsprechend einer ASTM-Korngrößenzahl größer als 0 dem größten Wert der Korngröße, der in der ASTM-Norm vorgesehen ist. So ist der mittlere Kornbereich in geschmiedeten Gegenständen aus der "INCONEL 718"-Superlegierung etwa $0,0339 \text{ mm}^2$ (0,00006 square inch) im Vergleich mit einem mittleren Korngrößensbereich von $13,55 \text{ mm}^2$ (0,021 square inch) bei gegossenen Gegenständen aus der "INCONEL 718"-Superlegierung. Gewöhnlich beträgt der mittlere Korngrößensbereich in Gußgegenständen wenigstens $0,065 \text{ mm}^2$ (0,0001 square inch).

[0067] Fig. 11 ist eine Mikrophotographie der feingegossenen "INCONEL 718"-Superlegierung, die isostatisch warmgepreßt wurde, in 100-facher Vergrößerung. Im Vergleich von Fig. 11 mit Fig. 10 kann beobachtet werden, daß durch das isostatische Warmpressen die Seigerung reduziert wird, d. i. die Superlegierung wird homogener. Genauer gesagt weist ein Feingußstück aus einer Superlegierung auf Nickelbasis, das nicht isostatisch warmgepreßt wurde, höhere Konzentrationen eines einzelnen Elementes oder einzelner Elemente auf, wie sie in inhomogenen Ausseigerungen, anders als gleichmäßig verteilt in der Superlegierung, vorliegen.

[0068] Ferner sind Schmiedegenstände aus einer Superlegierung auf Nickelbasis deutlich homogener als Feingußgegenstände derselben Superlegierung. Wenn man beispielsweise Fig. 9 mit Fig. 10 vergleicht, finden sich in Fig. 10 deutlich größere dunklere Bereiche, von denen Seigerung angegeben wird. Wenn weiter Fig. 9 mit Fig. 11 verglichen wird, ist ersichtlich, daß obwohl das isostatische Warmpressen die Seigerung von Fig. 10 zu Fig. 11 verringert hat, die dunkleren Flächen der Seigerung in Fig. 11 im Mittel immer noch wesentlich größer sind als die dunklen Seigerungsgebiete in Fig. 9.

[0069] Bei der "INCONEL 718"-Superlegierung enthalten die Seigerungen primär Niob. Durch die isostatische Vorhomogenisierungs-Wärmebehandlung, die früher beschrieben wurde, wird die Seigerung ebenfalls verringert. Zur Bestimmung, ob ein Feingußstück geeignet isostatisch warmgepreßt wurde, wird der Anwender der Superlegierungen typisch eine Mikrophotographie des Gußgegenstands mit einer Reihe von Mikrophotographien verglichen, die eine akzeptable Norm definieren und verschiedene Seigerungspegel angeben.

[0070] Es wird darauf hingewiesen, daß die Fig. 9 bis 11, obwohl sie die Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung zeigen, nicht Figuren der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierungsverbindung sind, die während der Entwicklung der Erfindung getestet wurde. Weiter zeigen die Fig. 9 bis 11 eine "INCONEL 718"-Superlegierung, die bis zum Erreichen des ausscheidungsgehärteten Zustands wärmebehandelt wurde. Endlich ist Fig. 11 eine Mikrophotographie der "INCONEL 718"-Superlegierung, die isostatisch warmgepreßt wurde und einer isostatischen Vorhomogenisierungs-Wärmebehandlung unterzogen wurde, wie früher beschrieben, wodurch ebenfalls die Seigerung in einer Superlegierung auf Nickelbasis verringert wird.

[0071] Mikrophotographien der aktuellen Superlegierungen, die während der Entwicklung der Erfindung getestet wurden, sind in den Fig. 1 bis 8 gezeigt. Die Fig. 1 bis 8 repräsentieren die getesteten Superlegierungen im ausscheidungsgehärteten Zustand nach Wärmebehandlung, nachdem die Superlegierungen isostatisch warmgepreßt waren. Jedoch wurden die getesteten Superlegierungen einer isostatischen Vorhomogenisations-Wärmebehandlung nicht unterzogen. Daher zeigen die Fig. 1 bis 8 etwas mehr Seigerungen, als wenn die Superlegierungen einer isostatischen Vorhomogenisations-Wärmebehandlung vor dem isostatischen Warmpressen unterzogen worden wären.

[0072] Fig. 2, 4, 6 und 8 sind Mikrophotographien der geätzten Superlegierungen auf die in den Tabellen I bis IV Bezug genommen wird und die im Labor während der Entwicklung der Erfindung getestet wurden. Die zum Ätzen der Su-

perlegierung verwendete Säure greift unterschiedliche Phasen der Superlegierungen unterschiedlich stark an, wodurch die Mikrostruktur jeder Superlegierung gezeigt wird. Fig. 2 zeigt die typische Mikrostruktur der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung mit einem Kohlenstoffanteil von 0,038 bis 0,042 Gew.-%, wohingegen die Fig. 4, 6 und 8 die typische Mikrostruktur der "INCONEL 718"-Superlegierungen mit ultrageringem Kohlenstoffanteil von 0,014 bis 0,017, 0,009 bis 0,013 bzw. 0,0057 bis 0,008 Gew.-% zeigen.

[0073] Im Gegensatz dazu sind die Fig. 1, 3, 5 und 7 Mikrophotographien ungeätzter Superlegierungen, auf die in den Tabellen I bis IV Bezug genommen wird und die während der Entwicklung der Erfindung im Labor getestet wurden. Um die Mikrophotographien vorzubereiten, wurde die Oberfläche der Superlegierungen mit einem feinen Schleifmittel poliert. Da die Karbide in den Superlegierungen entsprechend widerstandsfähiger gegen Abrieb sind als der Rest der Superlegierung, illustrieren die Mikrophotographien der ungeätzten Superlegierungen am besten die Anwesenheit von Karbiden. Fig. 1 ist eine Mikrophotographie der ungeätzten Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung, wohingegen die Fig. 3, 5, 7 Mikrophotographien der ungeätzten "INCONEL 718"-Superlegierungen mit ultrageringem Kohlenstoffanteil von 0,014 bis 0,017, 0,009 bis 0,013 bzw. 0,0057 bis 0,008 Gew.-% darstellen.

[0074] Wenn man Fig. 7, welche die "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil von 0,0057 bis 0,008 Gew.-% zeigt, mit Fig. 1 vergleicht, in welcher die Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung gezeigt ist, ist ersichtlich, daß der Anteil von Karbiden in der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil deutlich verringert ist. Speziell sind in Fig. 7 (die "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil) ungefähr 2 Karbidteilchen sichtbar, wohingegen in Fig. 1 (die Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung) ungefähr 21 Karbidteilchen sichtbar sind.

[0075] Der in jeder der Fig. 1, 3, 5 und 7 dargestellte Flächenbereich beträgt annähernd $3,88 \text{ mm}^2$ ($0,06016 \text{ square inch}$). Die Karbidteilchen die in den Fig. 1, 3, 5 und 7 sichtbar sind, haben einen mittleren Durchmesser, der typisch von 5 bis $15 \mu\text{m}$ reicht. Daher gibt es in Fig. 7 (die "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil) ungefähr 333 Karbidteilchen pro 645 mm^2 (1 square inch), die einen mittleren Durchmesser von wenigstens $5 \mu\text{m}$ haben. Im Vergleich dazu gibt es in Fig. 1 (die Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung) etwa 3491 Karbidteilchen pro 645 mm^2 (1 square inch), die einen Durchmesser von wenigstens $5 \mu\text{m}$ haben.

[0076] Ein ähnlicher Trend kann durch den Vergleich der Fig. 3 und 5, die beide die "INCONEL 718"-Superlegierungen mit ultrageringem Kohlenstoffanteil zeigen, mit Fig. 1 der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung beobachtet werden. Beispielsweise sind in Fig. 5, von der die "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil von 0,009 bis 0,013 gezeigt wird, drei Karbidteilchen oder etwa 499 Karbidteilchen pro 645 mm^2 (1 square inch) mit einem mittleren Durchmesser von wenigstens $5 \mu\text{m}$ sichtbar. In Fig. 3, von welcher die "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil von 0,014 bis 0,017 Gew.-% gezeigt wird, sind 16 Karbidteilchen oder etwa 2660 Karbidteilchen pro 645 mm^2 (1 square inch) mit einem mittleren Durchmesser von wenigstens $5 \mu\text{m}$ sichtbar.

[0077] Es wird darauf hingewiesen, daß dieses nicht eine Standardschätzung der Menge von Karbidteilchen ist, die typisch in Superlegierungen vorhanden sind. Ein Standardweg der Schätzung der Menge von vorhandenen Karbidteilchen, würde es sein, eine Sammlung von wenigstens 50 Teilbildern jeder Superlegierung zu verwenden, statt ein repräsentatives Teilbild willkürlich auszuwählen. Zusätzlich würde jedes Teilbild eine Standard-Mikrophotographie sein, wie sie von den Fachleuten in üblicher Weise angefertigt wird.

[0078] Bezogen auf diese Sache ist, daß Karbide in einem Schmiedegegenstand aus einer Superlegierung auf Nickelbasis wesentlich kleiner als Karbide sind, die in einem Feingußstück der gleichen Superlegierung vorhanden sind. In Fig. 9 beispielsweise, welche die geschmiedete Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung zeigt, sind bei einer 100-fachen Vergrößerung keine Karbidteilchen sichtbar. Im Gegensatz dazu sind in den Fig. 10 und 11, von welchen Gußgegenstände der gleichen Superlegierung gezeigt werden, zahlreiche Karbide sichtbar, welche in den kleinen weißen Flächen innerhalb der dunkleren Flächen von Seigerungen vorhanden sind. Typisch haben Karbidteilchen in einem Gußgegenstand, wie diejenigen, die in den Fig. 1 bis 8, 10, 11 gezeigt sind, einen mittleren Durchmesser, der von 5 bis $15 \mu\text{m}$ reicht. Karbidteilchen in Schmiedestücken wie nach Fig. 9 haben jedoch eine viel kleinere Größe.

[0079] Weiter zeigten vorläufige Versuche während der Entwicklung der Erfindung bei einer "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil von annähernd 0,01 Gew.-% eine Karbidverringerng von etwa 75% gegenüber der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung, welche einen Kohlenstoffanteil von annähernd 0,06 Gew.-% aufwies. Die Verringerung von annähernd 75% ist bezogen auf 40 bis 60 Teilbilder der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil im Vergleich mit der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung. Bei den vorläufigen Untersuchungen wurden Standard-Bearbeitbarkeitsgrade für die Superlegierungen nicht bestimmt, jedoch wurde gefunden, daß die Werkzeuglebensdauer bei Bearbeitung der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil etwa drei Mal länger war, als bei Bearbeitung der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung. Daher war der Bearbeitbarkeitsgrad für die "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil deutlich geringer als der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung.

[0080] Die Elemente, von denen die Bildung von Karbiden in Superlegierungen begünstigt werden, sind gewöhnlich Titan, Niob, Tantal und Hafnium. Niob ist in der "INCONEL 718"-Superlegierung das Element, das primär für die Bildung von Karbiden verantwortlich ist.

[0081] Wie vorher diskutiert, wird durch isostatisches Warmpressen die Porosität wie auch die Seigerung in einem Feingußgegenstand verringert. Jedoch ist das Ausmaß der Porosität in einem Feingußstück eine Funktion der Abmessungen des Gußstückes. Kleinere Gußstücke weisen eine geringere Porosität auf, und das Gegenteil ist der Fall für größere Gußstücke.

[0082] Durch isostatisches Warmpressen wird ein unbedeutender Effekt auf die Korngröße in Feingußgegenständen aus Superlegierungen auf Nickelbasis ausgeübt, wie durch den Vergleich zwischen der "INCONEL 718"-Superlegierung, die feingegossen und isostatisch warmgepreßt wurde, gemäß Fig. 11, mit dem gleichen Feingußgegenstand nach Fig. 10 ersichtlich, welches nicht isostatisch warmgepreßt wurde. Nach beiden Fig. 10 und 11 sind die Korngrößen so groß, daß ein einziges Korn in den Mikrophotographien nicht vollständig sichtbar ist. In Tabelle III ist die mittlere Rockwellhärte und die Korngröße für diverse feingegossene isostatisch warmgeprägte Superlegierungen aufgelistet, die bis

auf den ausscheidungsgehärteten Zustand wärmebehandelt wurden.

TABELLE III

| <u>Härte und Korngrößen</u> | | |
|-----------------------------|------------|----------------------------|
| Superlegierung | Härte (RC) | Korngröße (mm) (inch) |
| Standard "INCONEL 718" | 40,8 | 7,1 x 2,8 (0,28 x 0,11) |
| Zusammensetzung I | 42,0 | 7,6 x 2,5 (0,30 x 0,10) |
| Zusammensetzung II | 43,0 | 7,6 x 2,3 (0,30 x 0,09) |
| Zusammensetzung III | 42,7 | 6,9 x 2,3 (0,27 x 0,09) |

[0083] Wie früher angegeben, führt eine Verringerung des Kohlenstoffanteils nicht zu einer wesentlichen Beeinträchtigung der Widerstandsfähigkeit der Superlegierung gegen hohe Temperaturen und Spannungsrisse. Tatsächlich geben die Daten eine erhöhte Festigkeit und deutlich verbesserte Spannungsrißeigenschaften an. Diese Verbesserungen sind insbesondere aus zwei Gründen überraschend. Erstens wird im Stand der Technik wie bei Conaway auf den Seiten 247 bis 248 gelehrt, daß durch eine erhöhte Festigkeit die Bearbeitbarkeit abnimmt. Daher würde man nicht eine verbesserte Bearbeitbarkeit erwarten, wenn die Festigkeitseigenschaften erhöht werden.

[0084] Zweitens gibt es im Gegensatz zu der Angabe von Strop et al., Moyer und Banix et al. eine bedeutende Verbesserung in den Spannungsrißeigenschaften bei verringertem Kohlenstoffanteil. Tabelle IV zeigt die Zugfestigkeitseigenschaften bei 650°C (1200°F) und die moderaten Rißeigenschaften bei 650°C (1200°F) und 620 MPa (90 KSI), die für die Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung beobachtet wurden, wie auch die drei Zusammensetzungen der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil, an welchen die Bearbeitbarkeitsgrade im Labor getestet wurden. Jede Zusammensetzung der "INCONEL 718"-Superlegierung mit ultrageringem Kohlenstoffanteil und der Standard-"INCONEL 718"-Superlegierung wurde dreimal geprüft und die Daten in Tabelle IV geben einen Mittelwert der Prüfergebnisse an.

TABELLE IV

650 °C (1200 °F)-Festigkeitseigenschaften & 650 °C (1200 °F)/
 620 MPa (90 KSI) Dauerbrucheigenschaften der Standard-"INCONEL
 718"-Superlegierung im Vergleich mit "INCONEL 718"-
 Superlegierungen mit ultrageringem Kohlenstoffanteil

| Superlegierung | Festigkeit | | Dauerbrucheigenschaften | |
|----------------------------|-------------------------------------|---|-------------------------|----------------|
| | Streck- grenze (MPa) (KSI) | Bruch- festig- keit (MPa) (KSI) | Lebens- dauer (h) | Dehnung (%) |
| Standard- "INCONEL 718" | 756,3 (109,7) | 811,4 (117,7) | 67,0 | 4,5 |
| Zusammensetzung I | 770,8 (111,8) | 825,9 (119,8) | 73,7 | 2,8 |
| Zusammensetzung II | 778,4 (112,9) | 850,1 (123,3) | 59,9 | 3,5 |
| Zusammensetzung III | 777,7 (112,8) | 822,5 (119,3) | 87,0+ | 4,3+ |

+ gibt einen Test an, der nach 100 h und 1,5 % Dehnung
 abgebrochen wurde, wobei eine Dauer von 100 h und eine 1,5 %
 Dehnung aus dem Test zur Bestimmung des Mittelwertes benutzt
 wurden.

[0085] Gemittelte Daten der Superlegierungen, die bei der Herstellung getestet wurden, indem Diffusergehäuse herge-
 stellt wurden, sind in Tabelle V angegeben. Die Daten in der Tabelle V zeigen ebenfalls keinen bedeutsamen nachteiligen
 Effekt auf die Eigenschaften der Superlegierung mit einem ultrageringen Kohlenstoffanteil hinsichtlich der Widerstands-
 fähigkeit gegen hohe Temperaturen und Spannungen und bestätigen die Verbesserungen in den Festigkeits- und Span-
 nungsriß-Eigenschaften der Superlegierung mit reduziertem Kohlenstoffanteil.

650 °C (1200°F)-Festigkeitseigenschaften & 650 °C (1200°F) / 620 MPa (90 KSI) Dauerbrucheigenschaften der Superlegierungen, die bei der Herstellung getestet wurden, indem ein Diffusorgehäuse hergestellt wurde.

| Superlegierung | Festigkeit | | Duktilität | | Dauerbrucheigenschaften | |
|--|--------------------------------|-----------------------------------|------------|------------------|-------------------------|-------------|
| | Streckgrenze (MPa) (KSI) | Bruchfestigkeit (MPa) (KSI) | El (4D) | Flächenreduktion | Lebensdauer (h) | Dehnung (%) |
| Standard "INCONEL 718" | | | | | | |
| (0,05 Gew. % C) | 721,2 (104,6) | 771,5 (111,9) | 13,2 | 27,0 | 48,3 | 4,7 |
| "INCONEL 718" mit ultrageringem C-Anteil (0,007 Gew. % C) | 774,9 (112,4) | 851,4 (123,5) | 11,2 | 18,0 | 146,3 | 4,0 |

Patentansprüche

- Gegenstände, die sich durch eine gute Zerspanbarkeit auszeichnen, erhältlich durch ein Verfahren, das dadurch gekennzeichnet ist, dass bei dem Verfahren ein Gußstück, das aus
0,0057 bis 0,015 Gew.-% Kohlenstoff,
0 bis 0,015 Gew.-% Phosphor,
0 bis 0,015 Gew.-% Schwefel,
17 bis 21 Gew.-% Chrom,
50 bis 55 Gew.-% Nickel,
2,8 bis 3,3 Gew.-% Molybdän,
4,4 bis 5,5 Gew.-% Niob und Tantal kombiniert,
0,3 bis 0,8 Gew.-% Aluminium,
0,65 bis 1,15 Gew.-% Titan,
0 bis 0,006 Gew.-% Bor,
0 bis 0,35 Gew.-% Mangan,
0 bis 1 Gew.-% Kobalt,
0 bis 0,35 Gew.-% Silizium,
0 bis 0,3 Gew.-% Kupfer,
0 bis 0,1 Gew.-% Zirkonium und dem Rest Eisen besteht,
eine Stunde bei $955 \pm 14^\circ\text{C}$ geglüht wird,
danach in einer zweiten Stufe bei $732 \pm 14^\circ\text{C}$ für 8 Stunden geglüht wird,
danach mit einer Rate von 56°C pro Stunde auf 663°C abgekühlt wird,
danach für 8 Stunden bei 663°C gehalten wird, und dann an Luft abgekühlt wird.
- Gegenstand nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß das Gußstück isostatisch warmgepreßt ist bei einer Temperatur und einem Druck, die ausreichen, die Seigerung und die Porosität in der Superlegierung auf Nickelbasis, aus der das Gussstück besteht, wesentlich zu verringern, und dann unter Erzielung eines ausscheidungsgehärteten Zustands und erhöhter Festigkeit der Superlegierung wärmebehandelt ist, wobei nach dem isostatischen Warmpressen und nach der Wärmebehandlung das Gussstück einen Standard-Bearbeitbarkeitsgrad von wenigstens 13% in Vergleich zu einem AMS 5010-Stahl aufweist.

3. Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 und 2, dadurch gekennzeichnet, daß der maximale Kohlenstoffanteil in der Superlegierung 0,014 Gew.-% oder 0,013 Gew.-% oder 0,009 Gew.-% oder 0,008 Gew.-% oder 0,0057 Gew.-% ist.
4. Gegenstand nach Anspruch 2, dadurch gekennzeichnet, daß der maximale Kohlenstoffanteil in der Superlegierung 0,013 Gew.-% ist und das Gußstück einen Standard-Bearbeitbarkeitsgrad von wenigstens 14% aufweist.
5. Gegenstand nach Anspruch 2, dadurch gekennzeichnet, daß der maximale Kohlenstoffanteil in der Superlegierung 0,008 Gew.-% ist und das Gussstück einen Standard-Bearbeitbarkeitsgrad von wenigstens 15% aufweist.
6. Gegenstand nach Anspruch 2, dadurch gekennzeichnet, daß der maximale Kohlenstoffanteil in der Superlegierung 0,0057 Gew.-% ist und das Gussstück einen Standard-Bearbeitbarkeitsgrad von wenigstens 16% aufweist.
7. Gegenstand nach Anspruch 6, dadurch gekennzeichnet, dass das Gussstück eine Mehrzahl von Karbidteilchen mit einem mittleren Durchmesser von wenigstens 5 µm aufweist, wobei im Mittel viermal so viele Karbidteilchen mit einem mittleren Durchmesser von wenigstens 5 µm vorhanden sind wie in einem im wesentlichen identischen Gussstück aus einer zweiten Superlegierung auf Nickelbasis, mit Ausnahme dessen, daß dieser einen Kohlenstoffanteil von wenigstens 0,042 Gew.-% aufweist.
8. Gegenstand nach Anspruch 2, dadurch gekennzeichnet, daß das Gußstück einen mittleren Korngrößenbereich von wenigstens 0,065 mm² (0,0001 square inch) aufweist.
9. Gegenstand nach Anspruch 2, dadurch gekennzeichnet, daß das Gußstück eine Mehrzahl von Karbidteilchen mit einem mittleren Durchmesser von wenigstens 5 µm enthält.
10. Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 bis 9, dadurch gekennzeichnet, daß das Gußstück einen mittleren Korngrößenbereich von wenigstens 0,065 mm² (0,0001 square inch) aufweist.
11. Gegenstand nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß das Gußstück einen Bearbeitbarkeitsgrad aufweist, der wesentlich größer als bei einer Superlegierung auf Nickelbasis ist, die einen Kohlenstoffanteil von wenigstens 0,038 Gew.-% aufweist.
12. Gegenstand nach einem der Ansprüche 1 bis 11, dadurch gekennzeichnet, daß wenigstens eines der Elemente Titan, Niob, Tantal und Hafnium in einer zur Förderung von Karbiden ausreichenden Menge vorgesehen sind, und das Gußstück einen Bearbeitbarkeitsgrad aufweist, der wesentlich größer als bei einem im wesentlichen identischen Gußstück aus einer zweiten Superlegierung auf Nickelbasis ist, welches einen Kohlenstoffanteil von wenigstens 0,030 Gew.-% aufweist.
13. Verfahren zum Herstellen eines spanend bearbeiteten Werkstücks aus einer Superlegierung auf Nickelbasis mit verbesserter Zerspanbarkeit, dadurch gekennzeichnet, daß
 - (a) eine Superlegierung auf Nickelbasis bereitgestellt wird, die in Gew.-% aufweist: 0,0057 bis zu 0,015 Kohlenstoff, 0 bis 0,015 Phosphor, 0 bis 0,015 Schwefel, 17,00 bis 21,00 Chrom, 50,00 bis 55,00 Nickel, 2,80 bis 3,30 Molybdän, 4,40 bis 5,50 Niob und Tantal kombiniert, 0,30 bis 0,80 Aluminium, 0,65 bis 1,15 Titan, 0 bis 0,006 Bor, 0 bis 0,35 Mangan, 0 bis 1,00 Kobalt, 0 bis 0,35 Silizium, 0 bis 0,30 Kupfer, 0 bis 0,10 Zirkonium sowie Eisen als Rest;
 - (b) ein spanend bearbeitbares Gußstück aus der Superlegierung auf Nickelbasis hergestellt wird, und dann das Gußstück eine Stunde bei 955 ± 14°C gegläht wird, danach in einer zweiten Stufe bei 732 ± 14°C für 8 Stunden gegläht wird, danach mit einer Rate von 56°C pro Stunde auf 663°C abgekühlt wird, danach für 8 Stunden bei 663°C gehalten wird, und dann an Luft abgekühlt wird;
 - (c) der Gußgegenstand spanend zu dem Werkstück verarbeitet wird.
14. Verfahren nach Anspruch 13, dadurch gekennzeichnet, daß das Gußstück vor der spanenden Verarbeitung isostatisch warmgepreßt wird.
15. Verfahren nach Anspruch 14, dadurch gekennzeichnet, daß das Gußstück unter Erzielung eines ausscheidungsgehärteten Zustands wärmebehandelt wird und dann das Gußstück zu dem Werkstück spanend verarbeitet wird.
16. Verfahren zum Herstellen eines spanend bearbeiteten Werkstücks aus einer Superlegierung auf Nickelbasis nach Anspruch 13, dadurch gekennzeichnet, daß das Gußstück unter Erzielen eines ausscheidungsgehärteten Zustands wärmebehandelt wird und für Komponenten verwendet wird, die einen Standard-Bearbeitbarkeitsgrad von wenigstens 13% im Vergleich zu einem AMS 5010-Stahl aufweisen und Temperaturen über 538°C (1000°F) ausgesetzt sind, während sie unter Spannungen stehen.
17. Verfahren nach Anspruch 16, dadurch gekennzeichnet, daß das Gussstück vor dessen Wärmebehandlung unter Erzielung eines voll ausscheidungsgehärteten Zustands isostatisch warmgepreßt wird.

Hierzu 11 Seite(n) Zeichnungen

- Leerseite -

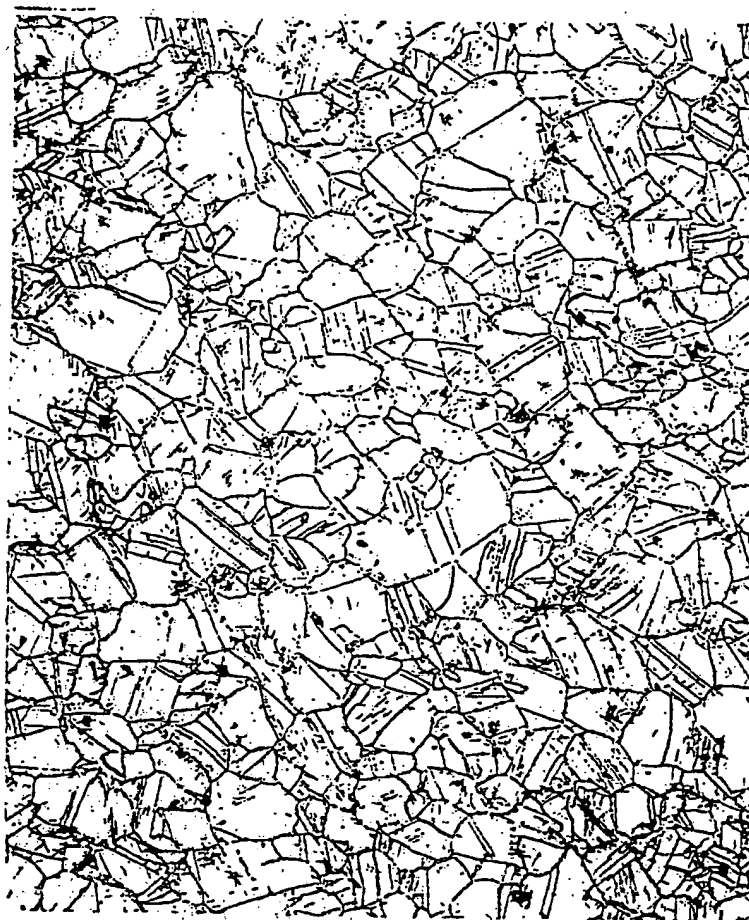


Fig. 1

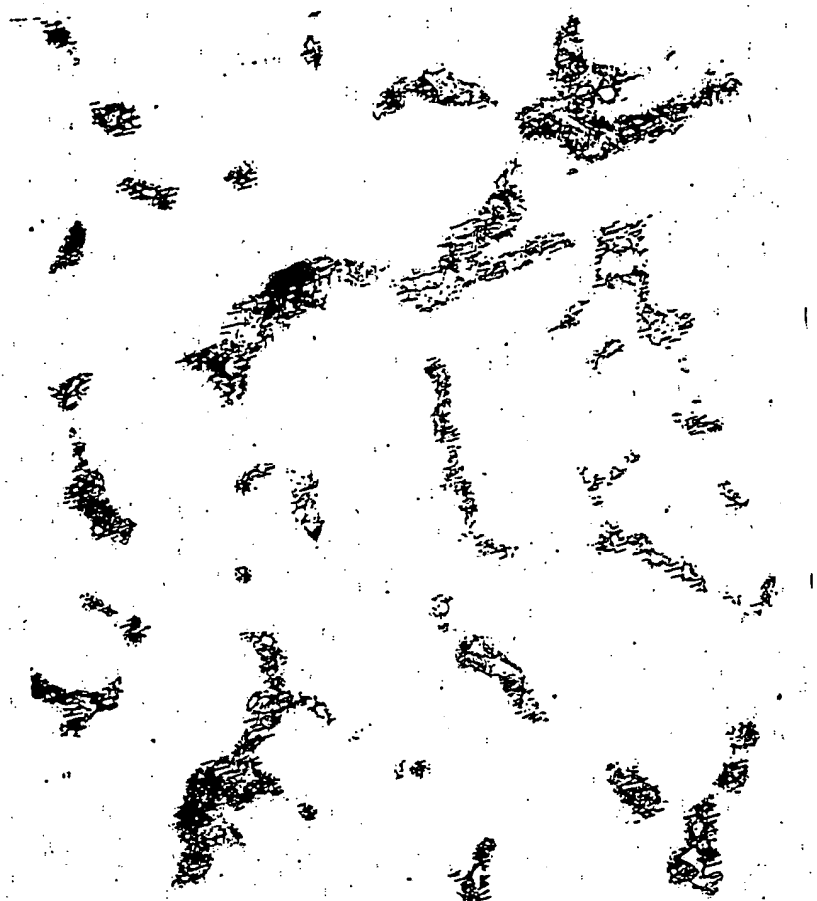


Fig. 2

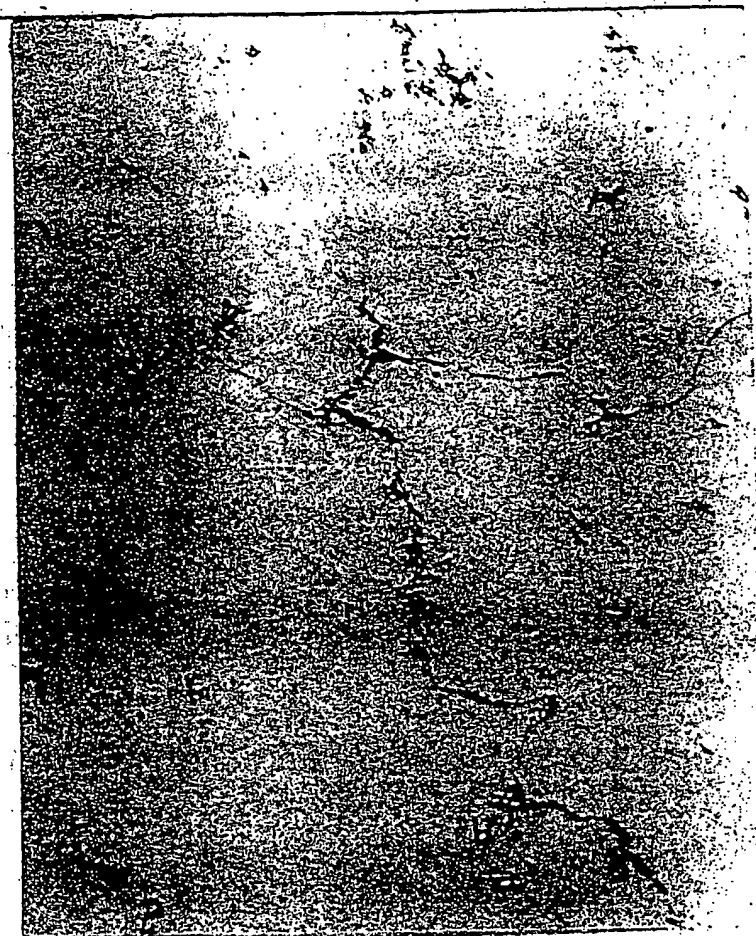


Fig. 3

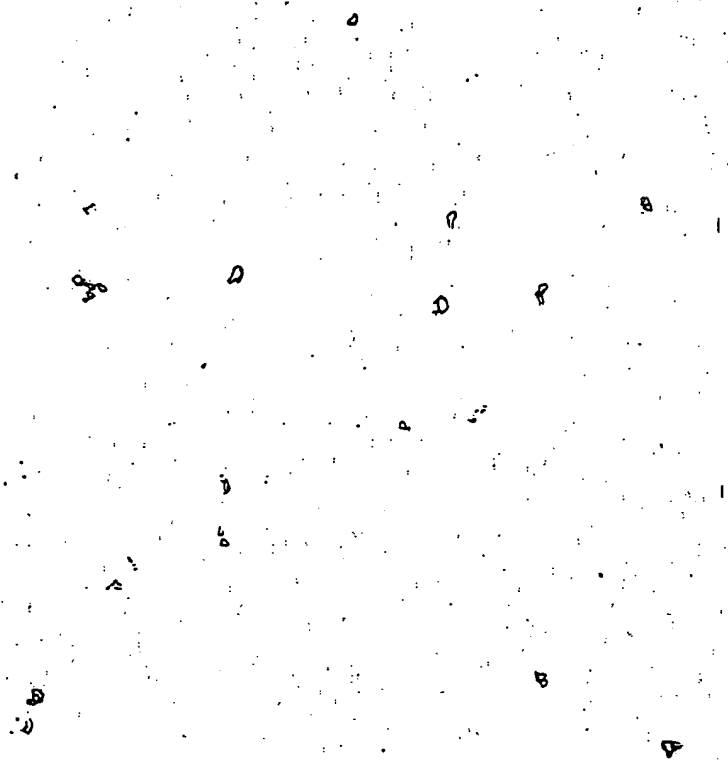


Fig. 4

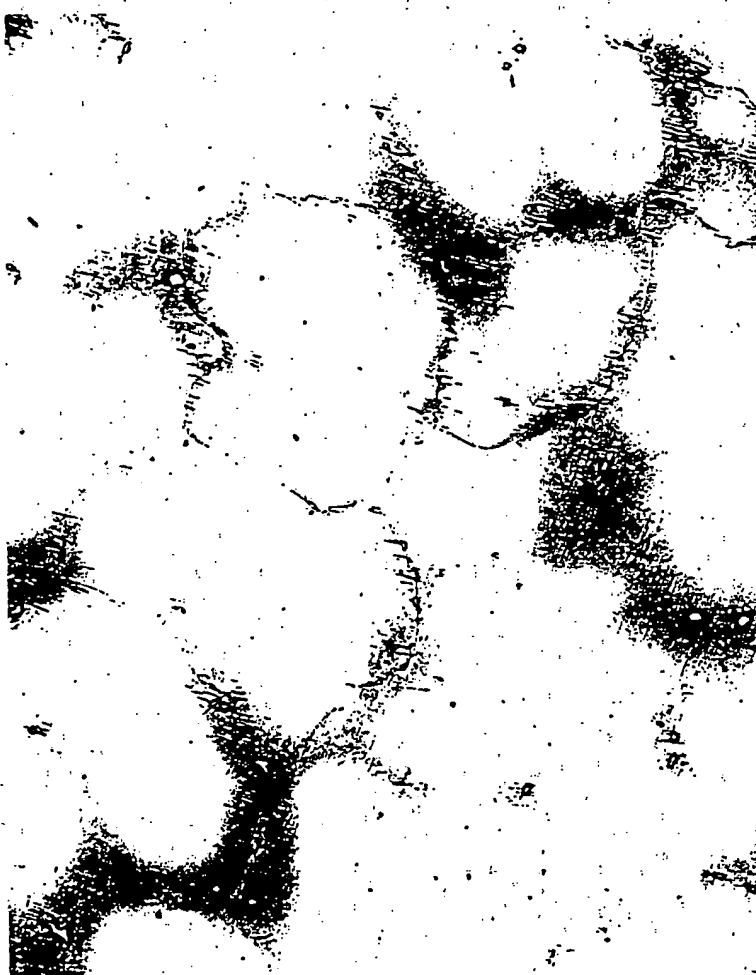


Fig. 5

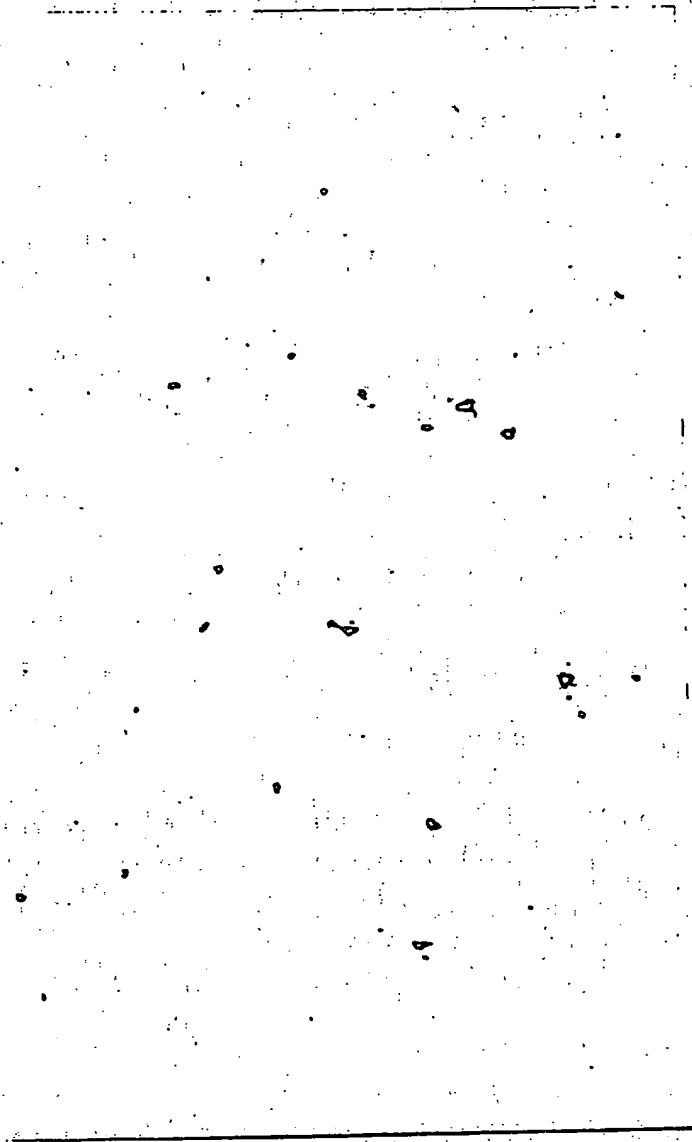


Fig. 6

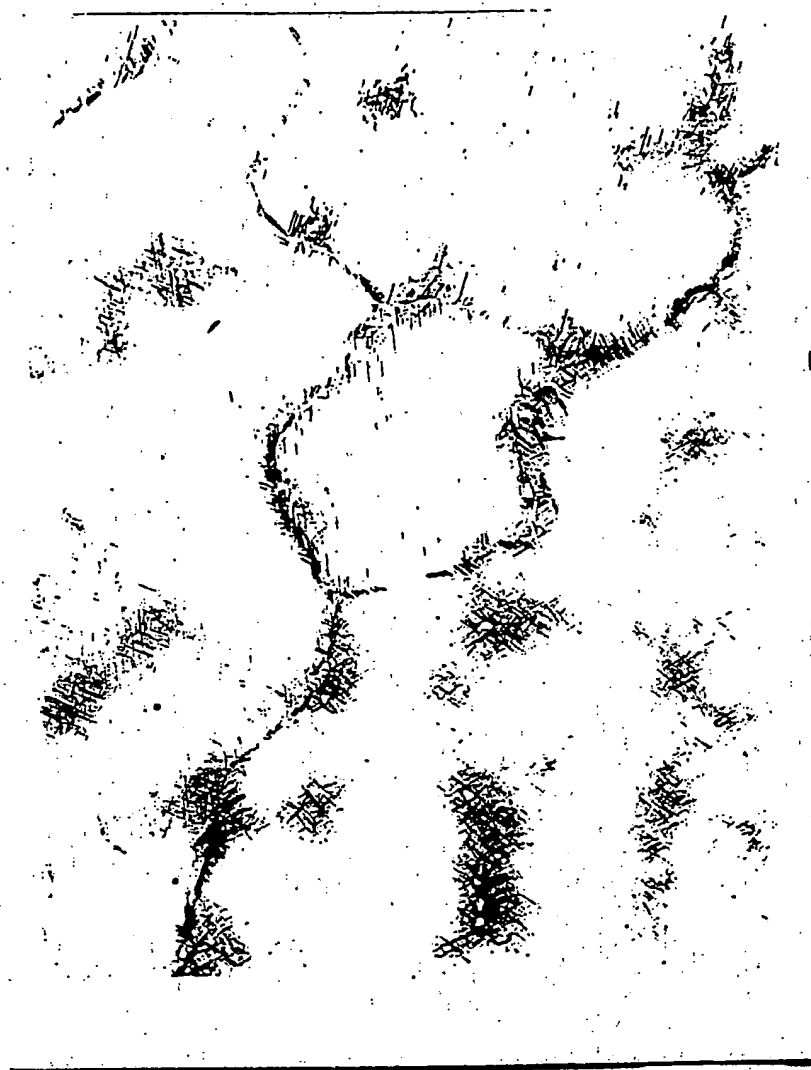


Fig. 7

FIG. 8



Fig. 9

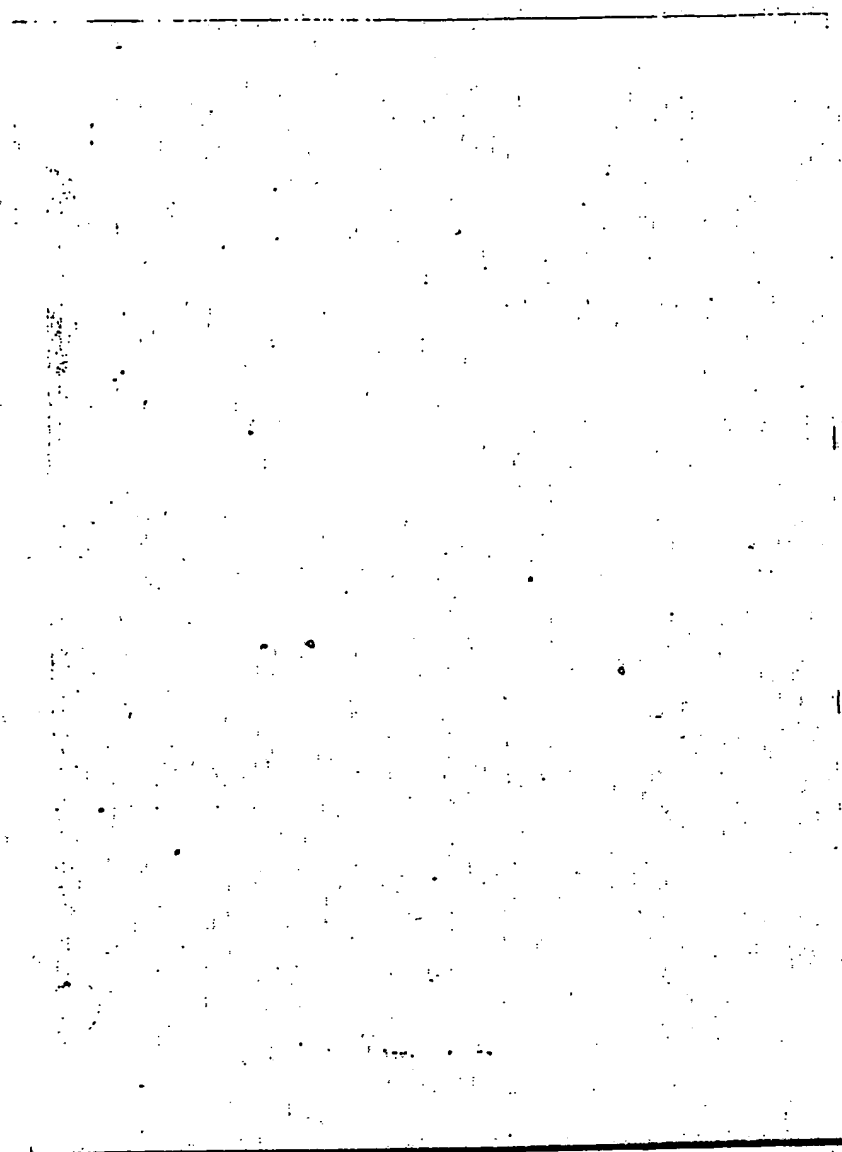


Fig. 10

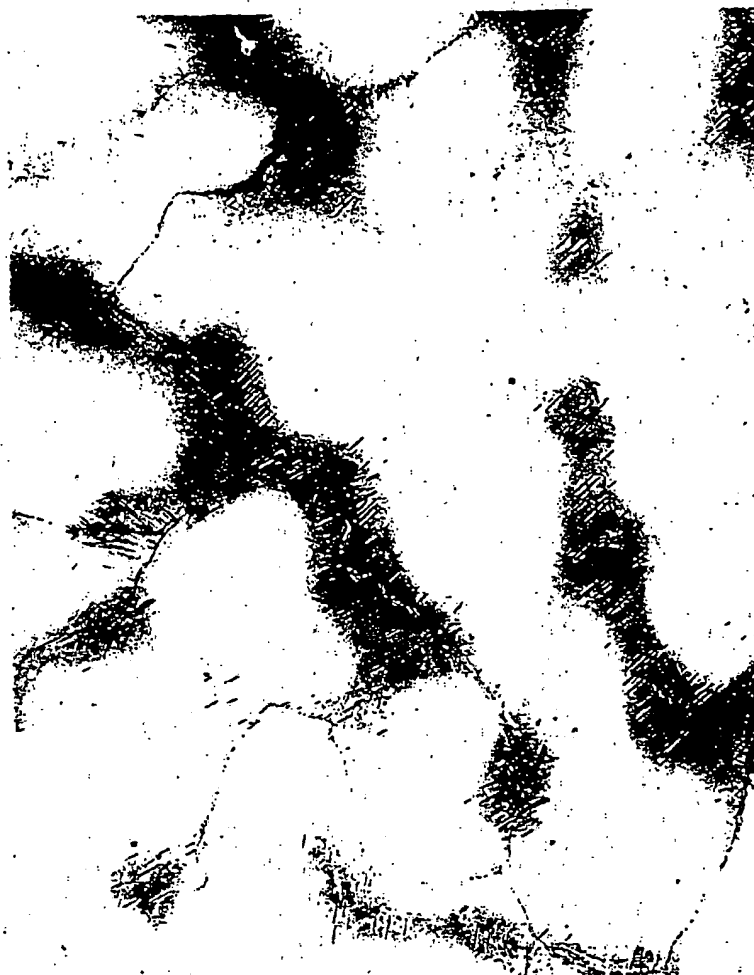






Fig. 11

DE4436670

Patent number: DE4436670
Publication date: 1995-05-04
Inventor: BROWN EDGAR E (US); SCHIRRA JOHN J (US);
VIENS DANIEL V (US)
Applicant: UNITED TECHNOLOGIES CORP PRATT (US)
Classification:
- **international:** **C22C19/05; C22C19/05; (IPC1-7): C22C19/05;**
C22C1/08
- **european:** **C22C19/05P4**
Application number: DE19944436670 19941013
Priority number(s): US19930144978 19931027

Also published as:

 JP7188818 (A)
 GB2283248 (A)
 FR2748493 (A1)
 FR2711673 (A1)

Report a data error here

Abstract of DE4436670

Provided is a cast nickel-base superalloy having improved machinability characteristics having a formulation by weight percent of: upto 0.017 carbon, 0 - 0.015 phosphorus, 0 - 0.015 sulfur 17.00 - 21.00 chromium, 50.00 - 55.00 nickel, 2.80 - 3.30 molybdenum, 4.40 - 5.50 niobium and tantalum combined, 0.30 - 0.80 aluminum, 0.65 - 1.15 titanium, 0 - 0.006 boron, 0 - 0.35 manganese, 0 - 1.00 cobalt, 0 - 0.35 silicon, 0 - 0.30 copper, and the balance iron. The cast article may be hot-isostatically pressed at a temperature and pressure sufficient to substantially reduce segregation within the nickel-base superalloy, and thereafter heat-treated to achieve a full precipitation heat-treated condition, which substantially increases the strength of the superalloy. Subsequent to hot-isostatic pressing and heat-treatment, the cast article has a standard machinability rating of at least 13% when compared to an AMS5010 steel.

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☐ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☒ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.